ным трубам, диаметр которых составляет несколько ангстрем. При определенных условиях эта модель допускает движение атомов со скоростями, близкими к скорости звука.

Морфология кратера в зоне отрыва позволяет предположить, что его форма обеспечивается жидкоподобным состоянием области разрыва. Это хорошо соответствует модели движения сдвиговой трансформационной зоны [8]. Такая зона может перемещаться по винтовой траектории вдоль стенки кратера со скоростью, позволяющей переключать химические связи.

Подход, предложенный авторами теории СТЗ, снимает многие противоречия, которые сложились при исследовании физико-механических процессов в ударных волнах. Кооперативное движение атомов в зоне локализации деформации приводит к восходящей диффузии.

**Выводы.** Исследованы процессы структурообразования в образцах стали 110Г13Л, подвергнутых воздействию ударных нагрузок. Процессы структурообразования в ударных волнах объясняются с позиции теории сдвиговой трансформационной зоны, которая может быть распространена на широкий круг материалов.

Авторы благодарят П.С. Колесникова за помощь в проведении эксперимента.

УДК 669.295.69:621.793

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Tomizuka C.T. Progress in very high pressure research. 1961. P. 206.
- Dickerson R.H., Lowell R.C., Tomizuka C.T. // Phys. Rev. 1965. T. 137. № 2A. A-613.
- Свенсон К. Физика высоких давлений / Пер. с англ. М.: Изд-во иностранной литературы, 1963. – 368 с.
- Гоникберг М.Г. Химическое равновесие и скорость реакций при высоких давлениях. – М.: Изд-во АН СССР, 1960. – 186 с.
- Позин М.Е., Гинстлинг А.М., Печковский В.А. // Журнал прикладной химии. 1954. Т. 27. С. 376 – 380.
- 6. Дремин А.Н., Бреусов О.Н. // Успехи химии. 1968. Т. 37. № 5. С. 899 915.
- 7. Кормер С.Б., Юшко К.Б., Кришкевич Г.В. // Письмав ЖЭТФ. 1966. № 2. С. 64.
- 8. Langer J.S., Lemaitre A. Dynamic Model of Super-Arrhenius Relaxation Rates in Glassy Materials // Physical Review Letters. Vol. 94. Issue 17.
- 9. Сандитов Д.С. // ДАН. 2003. Т. 390. № 2. С. 209 213.
- Томпсон Д.М. Неустойчивости и катастрофы в науке и технике. М.: Мир, 1985. 60 с.
- Мерер Х., Якимов Е.Б., Аристов В.В. Диффузия в твердых телах / Пер. с англ. – Долгопрудный: Интеллект, 2011. – 535 с.

© 2012 г. Л.И. Квеглис, Ф.М. Носков, В.В. Казанцева, Р.Б. Абылкалыкова, А.А. Калитова, М.Н. Волочаев Поступила 19 апреля 2012 г.

Н.А. Соскова<sup>1</sup>, Е.А. Будовских<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2</sup>, С.В. Райков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)

## ФОРМИРОВАНИЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ НАНОСТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ<sup>\*</sup>

Прогресс в создании функциональных материалов нового поколения базируется на разработке наноструктур [1, 2]. Фундаментальные исследования в области наноструктурного материаловедения за последние 20 лет привели к необходимости существенных корректировок традиционного дислокационного подхода к объяснению прочности и пластичности [3]. И если для чистых металлов в этом направлении наметился определенный прогресс [4], то для многофазных композиций необходимы широкие теоретические и экспериментальные исследования [5].

Одно- и двухкомпонентное электровзрывное легирование (ЭВЛ) металлов и сплавов, осуществляемое

при воздействии импульсных плазменных струй на поверхность, обеспечивает высокие эксплуатационные свойства за счет образования градиентных наноструктурных состояний [6]. В частности, электровзрывное борирование, науглероживание, карбоборирование, алитирование, бороалитирование металлов и сплавов увеличивают микротвердость поверхности в 2 – 14 раз [6, 7].

Целью настоящей работы является анализ вклада дислокационных субструктур, формирующихся при одно- и двухкомпонентном ЭВЛ железа и никеля, в упрочнение поверхностных слоев.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [8] проанализированы системы Fe – Al, Ni – B, Ni – C, Ni – C + B, Fe – C + B, Fe – Cu, Ni – Cu, Ni – Cu + B. Методика и режимы ЭВЛ не отличались от используемых в работах [6, 7]. Электровзрывное легирование позволяет в едином технологическом

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813), грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

цикле провести оплавление поверхностных слоев металлов, их насыщение продуктами взрыва проводников с последующей самозакалкой. Двухкомпонентное легирование осуществляли при размещении в области взрыва порошковой навески бора.

Установлено, что для ЭВЛ общей особенностью является формирование четырех характерных слоев (рис. 1). Слой І – тонкий (1 мкм) поверхностный нанокомпозитный слой, его фазовый состав в зависимости от вида легирования может быть образован частицами карбидов, боридов, алюминидов с размерами кристаллитов порядка 1 – 10 нм. Слой ІІ – промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией; диаметр ячеек с глубиной увеличивается, а размер разделяющих их прослоек уменьшается; размер кристаллитов в прослойках имеет порядок 10 – 100 нм. Слой III – приграничный слой с зеренной структурой; внутри зерен размерами до 1-10 мкм наблюдаются частицы упрочняющих фаз размером порядка 1 нм. Слой IV – тонкий (1 – 2 мкм) нанокристаллический слой с низкой степенью легирования на границе с основой; размеры кристаллитов в нем составляют 30 - 40 нм, а размеры частиц упрочняющих фаз – 3 – 5 нм. Основным по глубине и объему в случае однокомпонентного легирования является слой с зеренной структурой, а в случае двухкомпонентного легирования - слой с ячеистой кристаллизацией (рис. 1). Далее идет зона термического влияния (ЗТВ).

В слоях *I* и *IV* с нанокристаллической структурой дислокаций не наблюдается (рис. 2, 3). Отсутствие дислокационных субструктур в этих слоях зоны ЭВЛ можно связать с влиянием, по крайней мере, двух факторов. Во-первых, характерный размер кристаллитов, являющихся одним из основных источников дислока-



Рис. 1. Схема строения зоны электровзрывного однокомпонентного (*a*) и двухкомпонентного (*б*) легирования по глубине:

I – тонкий поверхностный слой с нанокомпозитной структурой;
II – промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией;
III – приграничный слой с зеренной структурой;
IV – тонкий нанокристаллический слой на границе с основой

ций, в них может быть меньше источника Франка-Рида. Во-вторых, наличие большой объемной доли границ раздела создает силы изображения [9], выдавливающие дислокации из объема нанокристаллов; этому могут препятствовать силы Пайерлса (силы трения), однако их величина невелика. В работе [4] приведены оценки характерного размера свободного нанокристаллита, меньше которого вероятность существования подвижных дислокаций внутри нанокристаллита заметно снижается. Для призматических дислокационных петель и линейных краевых дислокаций для железа их размеры



Рис. 2. Структура поверхности образца никеля после электровзрывного борирования:

*а* – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе [002]Ni; *в* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля)



Рис. 3. Структура образца никеля (слой на глубине приблизительно 0,5 мкм) после электровзрывного борирования:

а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [521]
NiB<sub>12</sub>; в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля)

составляют 5 и 2 нм соответственно, а для никеля – 15 и 10 нм. Применяя эти оценки для анализа дислокационных структур в железе и никеле после ЭВЛ, необходимо иметь ввиду, что в этом случае речь идет не о чистых металлах, а о твердых растворах и новых фазах (карбидах, боридах и др.). Характерные размеры бездислокационных кристаллитов железа и никеля хорошо согласуются с данными эксперимента, согласно которым в слоях I и IV они не превышают 40 нм.

В слое *II* с ячеистой кристаллизацией дислокации наблюдаются только в системе Ni – Cu + B в ячейках с поперечными размерами свыше 500 нм. Выявлена структура дислокационного хаоса или сетчатая дислокационная структура со скалярной плотностью  $(3,0 \div 3,5) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

В слое *III* с зеренной структурой в системе Fe – Al в зернах твердого раствора Fe(Al) наблюдается сетчатая дислокационная субструктура или субструктура дислокационного хаоса со скалярной плотностью 5,4·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. В системе Ni - В вблизи от основы наблюдается субзеренная структура Ni(B) с зернами размерами 5 – 10 мкм, в объеме зерен сетчатая, ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные структуры. Независимо от типа дислокационной субструктуры в зернах наблюдаются изгибные экстинкционные контуры, указывающие на высокий уровень кривизны-кручения кристаллической решетки никеля. Источником полей напряжений (как и в других системах) являются внутрифазные и межфазные границы. В системе Ni – C в зернах твердого раствора Ni(C) с характерным размером порядка 10 мкм зафиксированы хаотическая и сетчатая дислокационная субструктуры со скалярной плотностью дислокаций приблизительно 4·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. В системе Ni-C+B наблюдается ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные субструктуры. Присутствуют изгибные экстинкционные контуры. В системе Fe-C+B вблизи границы зоны легирования со слоем IV скалярная плотность дислокаций достигает 6,4·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. В зернах α-железа сетчатая дислокационная субструктура имеет скалярную плотность дислокаций 3,6·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. В некоторых зернах обнаруживается полосовая дислокационная субструктура. В системах Ni – Cu и Ni – Cu + B релаксация термоупругих напряжений как со стороны зоны легирования, так и со стороны основы сопровождается формированием в зернах хаотической, сетчатой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктур (рис. 4). Скалярная плотность дислокаций в них минимальна в структуре дислокационного хаоса и составляет 2,5·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. Максимального (7,3·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>) значения скалярная плотность дислокаций достигает в сетчатой субструктуре, которая является основной. В ЗТВ в системах Fe – Al и Fe – Cu на глубине от границы с зоной легирования соответственно 10 – 15 и 30 – 35 мкм в зависимости от ориентации зерен феррита по отношению к действующим термоупругим напряжениям наблюдается формирование дислокационного хаоса, сетчатой,



Рис. 4. Ячеистая дислокационная субструктура, формирующаяся в никеле при электровзрывном легировании медью и бором

ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктур. В системе Fe – Al на глубине 25 – 30 мкм дислокационная структура различной степени совершенства – хаотическая, сетчатая, полосовая. В системах Ni – B и Ni – C + B наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций  $(3 \div 4) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. В системе Fe – C в объеме зерен наблюдается клубково-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций  $2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. В системе Fe – C в объеме зерен наблюдается клубково-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций  $2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. В системах Ni – Cu и Ni – Cu + B с глубиной структура меняется от ячеистой к ячеисто-сетчатой, от нее – к сетчатой и хаотической. При этом скалярная плотность дислокаций уменьшается от  $4, 2 \cdot 10^{10}$  до  $1, 2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

**Выводы.** Одно- и двухкомпонентное электровзрывное легирование приводит к формированию нанокомпозитных слоев, не содержащих дислокационной субструктуры и обладающих высокой прочностью. Вблизи границы зоны легирования с основой и в зоне термического влияния по мере удаления от границы зоны легирования наблюдаются различные типы дислокационных структур со скалярной плотностью дислокаций от  $7,3\cdot10^{10}$  см<sup>-2</sup> в ячеисто-сетчатой субструктуре и до  $1,2\cdot10^{10}$  см<sup>-2</sup> в структуре дислокационного хаоса. С глубиной тип дислокационной структуры меняется по схеме: ячеистая  $\rightarrow$  ячеисто-сетчатая  $\rightarrow$  сетчатая.

Считаем своим приятным долгом выразить признательность Р.А. Андриевскому и А.М. Глезеру за обсуждение результатов работы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88. № 1. С. 50 73.
- 2. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 1. С. 91 112.
- 3. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. // Progress in Materials Science. 2006. Vol. 51. P. 427 556.
- Dao M., Asaro R.J. et al. // Acta Mater. 2007. Vol. 55. P. 4041 – 4065.
- 5. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Успехи физ. наук. 2009. Т. 179. № 4. С. 337 358.

8.

9.

– 599 c.

- Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов, С.В. Карпий, М.М. Морозов и др. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.
- Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

УДК 621.791.9:629.4027

# А.Т. Канаев, К.Т. Кусаинова, А.В. Богомолов

Казахский аграрно-технический университет им. С. Сейфуллина (г. Астана, Казахстан)

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ГРЕБНЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, УПРОЧНЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ

Плазменная поверхностная обработка является достаточно эффективным и производительным методом упрочнения стальных деталей с целью повышения их износостойкости. При этом нагрев под закалку осуществляется высокоэнтальпийной плазменной струей, стелящейся вдоль нагреваемой поверхности при встречном относительном перемещении детали. Нагретая зона охлаждается сразу при выходе из плазмы, в основном, за счет отвода тепла в тело массивной стальной детали и конвективного теплоотвода с поверхности [1, 2].

Исследования проводили на бандажах колесных пар ремонтного локомотивного депо (г. Усть-Каменогорск), которые изготовлены из стали марки 2 в соответствии с требованиями ГОСТ 398 – 96. Химический состав исследуемой стали следующий: 0,57 – 0,65 % С; 0,22 – 0,45 % Si; 0,60 – 0,90 % Mn; до 0,15 % V; не более 0,035 % Р; не более 0,040 % S. Повышенное (0,57 – 0,65 %) содержание углерода с одной стороны, обеспечивает износостойкость и контактную выносливость, с другой стороны, снижает теплостойкость. Поэтому в состав стали марки 2 введено 0,15 % ванадия, который, повышая теплостойкость, способствует улучшению сопротивляемости термическим и термомеханическим воздействиям.

Важную роль при плазменном нагреве играет теплопроводность материала, поскольку процесс плазменной термической обработки характеризуется подводом энергии к поверхности и распространением ее во внутренние слои металла за счет теплопроводности. При этом микрообъемы, находящиеся на разном расстоянии от поверхности, нагреваются до разных температур, причем скорости нагрева и охлаждения этих микрообъемов тоже разные. Отсюда следует, что для управления процессом плазменной поверхностной закалки необходимо на стадии нагрева определить температурно-временные параметры в каждом микрообъеме зоны термического влияния. На следующем этапе (охлаждении) плазменной закалки происходит распад образовавшегося аустенита, полученного в разных температурных условиях. Для решения вопроса о типе структур, возникающих в зоне термического влияния, и, следовательно, об их свойствах, необходимо определить скорости охлаждения в каждом микрообъеме, а затем сопоставить их с термокинетическими кривыми распада аустенита при его определенной концентрации и максимальной температуре нагрева под закалку.

Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш,

Хирт Д., Лотте И. Теория дислокаций. – М.: Наука, 1972.

© 2012 г. Н.А. Соскова, Е.А. Будовских.

В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Райков

Поступила 5 мая 2012 г.

Р. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

Следует отметить, что при плазменной закалке абсолютные значения теплового потока достигают  $10^6 - 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>. Термический цикл процесса, состоящий из этапа нагрева длительностью 1,0 - 1,2 с и этапа охлаждения продолжительностью 1,5 - 2,0 с, составляет 2,5 – 3,0 с. Скорость нагрева стали может достигать  $1,5 \cdot 10^3$  К/с и выше.

Технология предварительной термической обработки бандажей предусматривает их закалку с последующим отпуском. При этом механические свойства термически упрочненных бандажей соответствуют: предел прочности  $\sigma_{\rm p} = 930 - 1100 \text{ H/мм}^2$ , твердость не менее 269 HB, ударная вязкость КСU = 0,25 Дж/см<sup>2</sup>, твердость на гребне бандажа не более 321 HB. Однако в сертификате о качестве бандажей не указан режим упрочняющей термической обработки, хотя согласно ГОСТ 398 – 96 все температурные параметры термической обработки бандажей должны регистрироваться, поскольку об однородности и дисперсности исходной структуры можно судить на основе режима использованной термической обработки, в частности, температуры и продолжительности отпуска. Это важно потому, что исходная структура влияет не только на процессы структурообразования при плазменной обработке, но и на глубину упрочненного слоя. Это объясняется тем, что разные исходные структуры имеют неодинаковую теплопроводность вследствие различия внутренней